

No English title available.

Patent Number: DE19710125

Publication date: 1998-09-17

Inventor(s): ENGL BERNHARD DR ING (DE); STICH GUENTER DIPL ING (DE)

Applicant(s): KRUPP AG HOESCH KRUPP (DE)

Requested Patent: ☐ DE19710125

Application

Number: DE19971010125 19970313

Priority Number(s): DE19971010125 19970313

IPC Classification: C21D8/02

EC Classification: C21D8/02D2, C22C38/38Equivalents: CN1082549B, ☐ EP0966547 (WO9840522), B1, ES2165157T, PL335639,
☐ WO9840522, ZA9802115

Abstract

The invention relates to a method for producing a highly resistant (at least 900MPa), very ductile steel strip. The steel, containing (in mass per cent); 0.10 to 0.20 % C; 0.30 to 0.60 % Si; 1.50 to 2.00 % Mn; max. 0.08 % P; 0.30 to 0.80 % Cr; up to 0.40 % Mo; up to 0.20 % Ti and/or Zr; up to 0.08 % Nb; the remainder being Fe and unavoidable impurities, is melted, cast in slabs and then rolled out into a hot rolled strip. The roll end temperature is above 800C, the cooling speed on the delivery roller table is at least 30C/s and the reel temperature is 300 to 600C.

Data supplied from the esp@cenet database - I2

THIS PAGE BLANK (USPTO)



①9 BUNDESREPUBLIK
DEUTSCHLAND



DEUTSCHES
PATENTAMT

⑫ **Off nlegungsschrift**
⑩ **DE 197 10 125 A 1**

⑤1 Int. Cl.⁶:
C 21 D 8/02

DE 197 10 125 A 1

3

②1 Aktenzeichen: 197 10 125.9
②2 Anmeldetag: 13. 3. 97
④3 Offenlegungstag: 17. 9. 98

⑦1 Anmelder:
Fried. Krupp AG Hoesch-Krupp, 45143 Essen und
44145 Dortmund, DE

⑦4 Vertreter:
Cohausz & Florack, 40472 Düsseldorf

⑦2 Erfinder:
Engl, Bernhard, Dr.-Ing., 44267 Dortmund, DE;
Stich, Günter, Dipl.-Ing., 44869 Bochum, DE

⑤6 Entgegenhaltungen:
DE 30 07 560 A1
GB 20 46 786 A
EP 07 07 087 A1

Die folgenden Angaben sind den vom Anmelder eingereichten Unterlagen entnommen

Prüfungsantrag gem. § 44 PatG ist gestellt

⑤4 Verfahren zur Herstellung eines Bandstahles mit hoher Festigkeit und guter Umformbarkeit

⑤7 Zur Erzeugung eines Bandstahles mit hoher Festigkeit von mind. 900 MPa und guter Umformbarkeit wird vorgeschlagen, einen Stahl mit folgender chemischer Zusammensetzung in Gewichtsprozenten:
Kohlenstoff 0,10 bis 0,20;
Silizium 0,30 bis 0,60;
Mangan 1,50 bis 2,00;
Phosphor max. 0,08;
Chrom 0,30 bis 0,80;
Molybdän bis 0,40;
Titan bis 0,20;
Niob bis 0,08;
Rest Eisen
zu erschmelzen und zu Brammen zu vergießen und anschließend zu Warmband auszuwalzen, wobei die Walzendtemperatur oberhalb 800 Grad C, die Abkühlgeschwindigkeit auf dem Auslaufrollgang mindestens 30 Grad C pro s und die Haspeltemperatur maximal 600 Grad C betragen.

DE 197 10 125 A 1

Die Erfindung betrifft ein Verfahren zur Herstellung eines Bandstahles gemäß dem Oberbegriff des Anspruchs 1.

Die Forderung nach Reduzierung des Treibstoffverbrauchs von Fahrzeugen macht die Anwendung von Leichtbaukonzepten erforderlich. Leichte Konstruktionen können durch eine Verringerung der Blechdicken erreicht werden. Zum Ausgleich des dadurch bedingten Verlustes an Bauteilfestigkeit muß die Werkstofffestigkeit erhöht werden. Eine Steigerung der Festigkeit bewirkt normalerweise eine Verminderung der Verformbarkeit. Bleche, welche im Fahrzeugbau eingesetzt werden, müssen aber durch eine Umformung in die aus Design- und Funktionsgründen erforderliche Endform gebracht werden. Wenn die Festigkeitssteigerung und die damit verbundene Umformbarkeitsverminderung zu groß werden, kommt es zu Versagen beim Umformen durch lokale Einschnürung und Reißen. Aus diesem Grund ist eine Festigkeitssteigerung aus Umformbarkeitsgründen begrenzt. Die Stahlientwicklung zielte ständig auf eine Erhöhung dieser Begrenzung durch eine Verbesserung des Verformbarkeits-/Festigkeitsverhältnisses ab. Im Festigkeitsbereich unter 500 MPa konnten bereits beachtliche Erfolge bezüglich Blechdickenreduzierung durch Einsatz von Phosphor- bzw. mikrolegierten Stählen erzielt werden. Noch bessere Ergebnisse wurden mit Bake-hardening Stählen erzielt. Im Festigkeitsbereich zwischen 500 und 800 MPa lieferten die Entwicklungen der Dualphasen- und der TRIP-Stähle vergleichsweise gute Umformbarkeitswerte.

Die für die Umformung relevanten Kennwerte können mit hoher Aussagekraft für die Praxis aus dem Zugversuch gewonnen werden. Besonders die Bruchdehnungswerte und die sog. n-Werte stellen wichtige Maßzahlen dar. Während der Bruchdehnung eine umfassende Bedeutung zukommt, stellt der n-Wert ein Maß für das Verfestigungsvermögen eines Werkstoffs dar. Er ist damit kennzeichnend für die Verformbarkeit unter einer Streckziehbeanspruchung, welche bei den meisten Blechteilen eines Fahrzeugs der vorherrschende Verformungsmechanismus ist. Da der n-Wert in verhältnismäßig guter Übereinstimmung mit dem Streckgrenzenverhältnis steht, stellt dieses ebenfalls ein für die Praxis gut brauchbares Maß für das Verfestigungsvermögen eines Werkstoffs dar.

Um den Vorteil einer Festigkeitserhöhung zur Blechdickenreduzierung möglichst weitgehend ausnutzen zu können, werden deshalb möglichst hohe Werte der Bruchdehnung und des Verfestigungswertes angestrebt.

Stähle mit sehr hohen Festigkeiten über 800 MPa können sehr effizient zur Gewichtsoptimierung von crashrelevanten Teilen wie Türaufprallträger, Stoßfängerträger eingesetzt werden. Dazu muß die Blechdicke jedoch von z. B. über 2.0 mm auf Dicken unter 2.0 mm, vorzugsweise rd. 1.5 mm abgesenkt werden. Solch höchstfeste Stahlerzeugnisse konnten in der Vergangenheit nur als kaltgewalzte Bleche zur Verfügung gestellt werden.

Vor allem im Bereich höchster Festigkeiten über 800 MPa reichen beim Einsatz herkömmlicher Werkstoffkonzepte zur Herstellung von Kaltband oder Warmband die Verformungseigenschaften nicht aus, um Bleche zu brauchbaren Teilen umzuformen. Die hohe Festigkeit wird dabei durch die Einstellung von martensitischen Gefügen erzielt. Die Streckgrenzen aber sind bei solchen Stählen ebenfalls sehr hoch, so daß die daraus resultierenden Werte für Streckgrenzenverhältnis bzw. Verfestigung entsprechend niedrig sind. Dies führt neben der geringen Umformbarkeit außerdem zu hohen Rückfederungswerten, so daß formgerechte Preßteile nur schwierig oder gar nicht herstellbar sind.

Hier setzt die vorliegende Erfindung ein. Die gezielte Ein-

stellung sehr feiner Mikrostrukturen, bestehend aus weichen und harten Phasen nebeneinander, kombiniert mit einer Verteilung feinsten Ausscheidungen, eröffnete die Möglichkeit attraktiver, bisher nicht bekannter Verarbeitungs- und Gebrauchseigenschaften. Kennzeichnend ist vor allem das aus den einzigartigen mikrostrukturellen Gegebenheiten resultierende hohe Verfestigungsvermögen, welches gute Umformbarkeit und hohe Bauteilfestigkeit bewirkt. Dabei verursachen eine Gefügehärtung durch Mehrphasigkeit in Verbindung mit Härtung durch Feinkorn und durch feine Teilchen einen multiplen Verfestigungsvorgang.

Die besondere wirtschaftliche Bedeutung des erfindungsgemäßen Werkstoffkonzeptes besteht in der Herstellungsmöglichkeit als Warmband in Dicken unter 2.0 mm, z. B. 1.5 mm. Das Herstellungsverfahren erfordert somit unbedingt den aufwendigen Fertigungsprozeß einer Kaltbanderzeugung mit den zusätzlichen Schritten einer Kaltwalzung und abschließenden Glühung.

Das vorliegende Werkstoffkonzept beinhaltet auch die Möglichkeit werkseitig aufgebrachter Oberflächenveredelung. So kann beispielsweise eine elektrolytisch abgeschiedene Zinkschicht aufgebracht werden. Die enorme Verbesserung des Korrosionsschutzes durch eine Zinkschicht kann als bekannte Tatsache vorausgesetzt werden. Weiterhin ist bekannt, daß höchstfeste Stähle zur Versprödung durch eine Wasserstoffaufnahme beim elektrolytischen Verzinkungsvorgang neigen. Es konnte gezeigt werden, daß der erfindungsgemäße Bandstahl aufgrund seines komplexen Gefügezustandes frei von diesen gefürchteten Verzinkungsproblemen bleibt.

Die Erfindung wird anhand der nachfolgenden Beispiele beschrieben.

Die chemischen Zusammensetzungen und Herstellungsbedingungen sind in der Tabelle 1 angegeben.

Die Beispiele 1 und 2 zeigen zwei erfindungsgemäße Bandstähle.

Das Beispiel 3 zeigt einen martensitischen Vergleichsstahl.

In der Tabelle 2 sind die kennzeichnenden mechanischen Eigenschaften der erfindungsgemäßen Bandstähle und des Vergleichsstahls gemäß Beispiel 3, der durch eine nachgeschaltete Wärmebehandlung auf die in der Tabelle 2 dargestellten Werte angelassen wurde, aufgeführt.

Ein Eigenschaftsvergleich zwischen Stählen mit martensitischem Gefüge und dem erfindungsgemäßen Bandstahl mit einem Komplexphasengefüge wird in dem Beispiel der Tabelle 2 durchgeführt. Die großen Vorteile des erfindungsgemäßen Bandstahls werden klar verdeutlicht. Er weist eine höhere Bruchdehnung und ein besseres Streckgrenzenverhältnis als Maß für die Verfestigung auf.

Auf der Grundlage dieser Ergebnisse wird im folgenden die Bedeutung der Legierungselemente und der Fertigungsparameter beschrieben.

Kohlenstoff wird zur Gefügehärtung und zur Bildung von Feinstausscheidungen benötigt. Aus Gründen der Schweißbarkeit sollte der Gehalt auf max. 0.2% begrenzt werden.

Silizium erhöht die Härte des Mischkristalls. Ebenfalls aus Gründen der Schweißbarkeit und zur Vermeidung ungünstiger Zunderausbildung ist der Gehalt auf max. 1.0% zu begrenzen.

Mangan verzögert die Umwandlung und bewirkt die Bildung harter Umwandlungsprodukte. Zur Vermeidung unzulässig starker Mikroseigerungen ist der Gehalt auf max. 2.2% zu begrenzen.

Phosphor kann zur weiteren Steigerung der Mischkristallverfestigung eingesetzt werden, sollte aber aus Gründen der Schweißbarkeit einen Gehalt von 0.08% nicht übersteigen.

Chrom fördert die Bildung eines bainitreichen Endgefü-

ges. Um die Umwandlung nicht zu stark zu verzögern, sollte sein Gehalt auf max. 0.80% begrenzt werden.

Titan oder Zirkon lassen sich zur Bildung von Feinstauscheidungen mit aushärtender Wirkung benutzen. Die Wirkung läßt bei Gehalten über 0.20% deutlich nach, deshalb ist der Maximalwert auf 0.20% festzusetzen.

Niob läßt sich ebenfalls zur Ausscheidungshärtung einsetzen. Aus Gründen der Wirksamkeit ist hier der Gehalt auf max. 0.08% festzulegen.

Bor verbessert die Härtebarkeit. Dazu wird es nach dem Kenntnisstand bei martensitisch umwandelnden Stählen eingesetzt. Es hat sich überraschenderweise herausgestellt, daß Bor auch im vorliegenden erfindungsgemäßen Stahl mit bainitischem Grundgefüge zu einer signifikanten Steigerung der Festigkeit bei nur geringer Erniedrigung der Umformbarkeit beiträgt.

Die Walzendtemperatur sollte im Bereich des homogenen Austenits und damit nicht unter 800 Grad C liegen, um zum einen ausreichend niedrige Formänderungswiderstände zu gewährleisten und zum anderen verformungsinduzierte Ausscheidungen gering zu halten.

Die Abkühlbedingungen sind so zu wählen, daß eine Umwandlung zu Perlit vermieden wird und die Umwandlung weitestgehend in der Bainitstufe erfolgt, wobei Anteile von Martensit zu weiterer Verfestigung beitragen können. Des weiteren soll eine Verfestigung durch Ausscheidung von feinsten Teilchen erzielt werden. Dazu ist eine Abkühlung von Walzende mit einer Abkühlgeschwindigkeit von mindestens 30 Grad C pro s erforderlich. Dieser Abkühlvorgang ist bei einer Temperatur unter 600 Grad C zu beenden, indem das Band auf dem Haspel aufgewickelt wird und danach als Coil abkühlt.

Die Tabelle 3 zeigt den Einfluß niedriger Haspeltemperatur und einer nachfolgenden Wärmebehandlung auf die Eigenschaften eines erfindungsgemäßen Bandstahls.

Durch niedrige Haspeltemperaturen von vorzugsweise 330°C können deutliche Steigerungen der Festigkeitseigenschaften erreicht werden, siehe Beispiel 4.1 in Tabelle 3.

Ein weiterer Gegenstand der Erfindung besteht in der Erzielung der vorteilhaften Wirkung einer nachfolgenden Wärmebehandlung. Es hat sich überraschenderweise herausgestellt, daß durch die thermische Behandlung des erfindungsgemäßen Bandstahls im Temperaturbereich zwischen 500 und 850°C die Umformeigenschaften noch weiter gesteigert werden können.

Die Beispiele 4, 5 und 6 in Tabelle 3 zeigen die Wirkung einer solcher Wärmebehandlungen an dem Stahl mit der Zusammensetzung wie in Tabelle 1. Dadurch wird ein Werkstoffzustand erreicht, der Vorteile für Bauteile bietet, die insgesamt noch hohe Festigkeiten, vor allem Streckgrenzen bei guter Umformbarkeit aufweisen müssen. Dieses Eigenschaftsbild bietet sich für die Herstellung von kaltprofilieren Teilen mit einem hohen Energieaufnahmevermögen an (Beispiel 5.1). Durch Wahl höherer Glühtemperaturen können hohe Festigkeiten bei außerordentlich niedrigen Streckgrenzenverhältnissen bzw. gleichbedeutend hoher Verfestigung bei guten Dehnungswerten erreicht werden (Beispiele 5.2, 6.1 bis 6.3).

Viele Stahlkonzepte warmgewalzter Erzeugnisse zeigen den Nachteil, daß sie ihre vorteilhaften Eigenschaften verlieren, wenn sie anschließend kaltgewalzt und gegläht werden. Für den erfindungsgemäßen Bandstahl wurde jedoch gefunden, daß er auch nach anschließendem Kaltwalzen und Glühen ebenfalls vorteilhafte Eigenschaften aufweist.

Die Tabelle 4 zeigt den Einfluß einer nachfolgenden Kaltwalzung und Glühung auf die Eigenschaften des erfindungsgemäßen Bandstahls.

Mit dem Beispiel 7 wird in Tabelle 4 aufgezeigt, daß an

dem erfindungsgemäßen Bandstahl im kaltgewalzt/geglühten Zustand ebenfalls hohe Festigkeiten bei noch weiter verbessertem Streckgrenzenverhältnis bzw. Verfestigungsverhalten gegenüber dem warmgewalzten Zustand entsprechend Beispiel 1 und 2 erzielt werden.

Patentansprüche

1. Verfahren zur Herstellung eines Bandstahles mit hoher Festigkeit von mind. 900 MPa und guter Umformbarkeit, **dadurch gekennzeichnet**, daß der Stahl folgende chemische Zusammensetzung aufweist
Kohlenstoff 0.10 bis 0.20
Silizium 0.30 bis 0.60
Mangan 1.50 bis 2.00
Phosphor max. 0.08
Chrom 0.30 bis 0.80
Molybdän bis 0.40
Titan bis 0.20
Niob bis 0.08
Rest Eisen
(jeweils Gewichtsprozent),
erschmolzen und zu Brammen abgegossen wird und anschließend zu Warmband ausgewalzt wird, wobei die Walzendtemperatur oberhalb 800 Grad C, die Abkühlgeschwindigkeit auf dem Auslaufrollgang mindestens 30 Grad C pro s und die Haspeltemperatur maximal 600 Grad C betragen.
2. Verfahren nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, daß die Haspeltemperatur maximal 550 Grad C beträgt.
3. Verfahren nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, daß die Haspeltemperatur maximal 350 Grad C beträgt.
4. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 3, dadurch gekennzeichnet, daß der Molybdängehalt max. 0.15% beträgt.
5. Verfahren nach einem oder mehreren der Ansprüche 1 bis 4, dadurch gekennzeichnet, daß die Enddicke des Warmbandes max. 2.0 mm beträgt.
6. Verfahren nach einem oder mehreren der Ansprüche 1 bis 5, dadurch gekennzeichnet, daß das Warmband einem Dressiervorgang unterzogen wird.
7. Verfahren nach einem oder mehreren der Ansprüche 1 bis 6, dadurch gekennzeichnet, daß auf das Band nach einem Beizvorgang eine metallische Beschichtung aufgebracht wird.
8. Verfahren nach einem oder mehreren der Ansprüche 1 bis 7, dadurch gekennzeichnet, daß die metallische Beschichtung durch eine elektrolytische Abscheidung aufgebracht wird.
9. Verfahren nach einem oder mehreren der Ansprüche 1 bis 7, dadurch gekennzeichnet, daß die metallische Beschichtung im Schmelztauchverfahren aufgebracht wird.
10. Verfahren nach einem oder mehreren der Ansprüche 1 bis 6, dadurch gekennzeichnet, daß das Warmband einer nachfolgenden Wärmebehandlung zwischen 500 und 850°C unterzogen wird.
11. Verfahren nach einem oder mehreren der Ansprüche 1 bis 6, dadurch gekennzeichnet, daß nach dem Warmwalzen eine Kaltwalzung von mind. 30% und eine Glühung im Durchlaufglühverfahren bei Temperaturen zwischen 700 und 900°C durchgeführt wird.
12. Verfahren nach einem oder mehreren der Ansprüche 1 bis 11, dadurch gekennzeichnet, daß die Haspeltemperatur nicht unter 330°C liegt.
13. Verfahren nach einem oder mehreren der Ansprü-

che 1 bis 12, dadurch gekennzeichnet, daß die Untergrenze für Titan 0,04% beträgt.

14. Verfahren nach einem oder mehreren der Ansprüche 1 bis 13, dadurch gekennzeichnet, daß dem Stahl ein Gehalt an Bor von 0,0005 bis 0,005% zulegiert wird.

15. Verfahren nach einem oder mehreren der Ansprüche 1 bis 14, dadurch gekennzeichnet, daß die Untergrenze für Niob 0,04% beträgt.

16. Verfahren nach einem oder mehreren der Ansprüche 1 bis 15, dadurch gekennzeichnet, daß der Stahl anstelle von Titan bis max. 0,20% Zirkon enthält.

Hierzu 4 Seite(n) Zeichnungen

15

20

25

30

35

40

45

50

55

60

65

	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cr	Mo	Ti
Beispiel 1	.14	.47	1.83	.007	.002	.025	.004	.34	.12	.15
a	.19	.43	1.67	.013	.007	.032	.007	.49	.30	.18
Beispiel 2 b	.17	.53	1.82	.013	.012	.049	.012	.77	.02	.18
Beispiel 3	.15	.01	1.75	.011	.003	.020	.004	.55	.01	.003

Chemische Zusammensetzung von erfindungsgemäßen Stählen
 (Beispiel 1 und 2) sowie eines martensitischen Vergleichsstahles (Beispiel 3)

Tabelle 1

	Probenlage	R_e N/mm ²	R_m N/mm ²	R_e/R_m m	A_g %	A_5 %	A_{80} %	WET °C	HT °C
Beispiel 1	längs	653	1065	.61	8	18	11	910	530
	quer	652	1098	.59	8	17	12		
2a	längs	670	1115	.60	7	16	10	880	550
2b	längs	680	1140	.60	7	15	9	880	550
3	längs	1050	1096	.96	2	10	5	880	280

 WET: Walzendtemperatur
 HT: Haspelttemperatur

 Mechanische Eigenschaften der Beispiele 1 und 2 (erfindungsgemäß)
 und Beispiel 3 (Vergleichsstahl)

Tabelle 2

Tabelle 3

Beisp. Nr.	Behandlungs-		R_e N/mm ²	R_m N/mm ²	R_e/R_m	A_{80} %	WET °C	HT °C
	Temp.	Zeit						
4.1	./.	./.	1203	1395	0,86	3	910	330
5.1	600	2h	1040	1070	0,97	9	910	330
5.2	750	1 min	690	1190	0,58	7	910	330
6.1	750	1 min	620	1095	0,58	6	910	530
6.2	800	1 min	600	1086	0,55	10	910	530
6.3	850	1 min	492	913	0,54	14	910	530

Einfluß niedriger Haspeltemp. und einer nachfolgenden
 Wärmebehandlung auf die Eigenschaften des
 erfindungsgemäßen Stahls
 entsprechend Beispiel 1 (Längswerte)

Beispiel 7

Glüh-		R_e	R_m	R_e/R_m	A_{80}
Temp.	Zeit	N/mm ²	N/mm ²		%
800	1 min	627	1149	0.55	8
850	1 min	446	959	0.47	12

Walzendtemperatur: 910 °C
 Haspeltemperatur: 530 °C
 Kaltwalzgrad: 50 %

**Einfluß einer nachfolgenden Kaltwalzung und Glühung
 auf die Eigenschaften des erfindungsgemäßen Stahls
 entsprechend Beispiel 1 (Längswerte)**

Tabelle 4